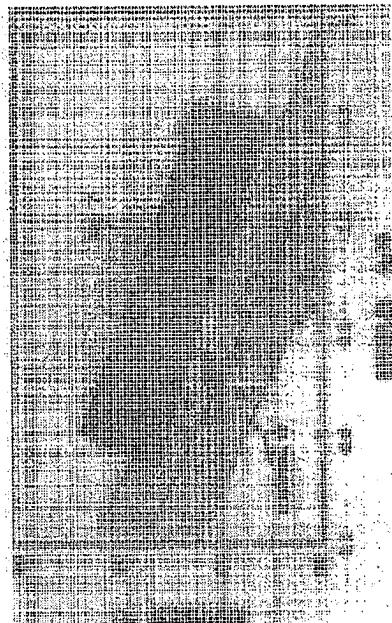


ALUMINUM ALLOY FOR PLAIN BEARING AND PLAIN BEARING**Publication number:** JP2000017363 (A)**Publication date:** 2000-01-18**Inventor(s):** DESAKI TORU; KAMIYA SHOJI +**Applicant(s):** TAIHO KOGYO CO LTD +**Classification:****- international:** C22C21/00; C22F1/00; C22F1/04; F16C33/24; C22C21/00;
C22F1/00; C22F1/04; F16C33/04; (IPC1-7): C22C21/00;
C22F1/00; C22F1/04; F16C33/24**- European:****Application number:** JP19980191685 1998070 7**Priority number(s):** JP19980191685 1998070 7**Also published as:**

JP3868630 (B2)

Abstract of JP 2000017363 (A)

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide an aluminum alloy for bearing, excellent in fatigue resistance, since it is feared that the conventional Al-Sn-Si-Cr type aluminum alloy for plain bearing causes fatigue when it is used for the latest heavy-load internal combustion engine. **SOLUTION:** This alloy has (a) an alloy composition consisting of 1-15% Sn, 1-8% Si, 0.05-0.3% Cr, 0.05-0.3%, Zr, and the balance Al with inevitable impurities; (b) a structure where an Al-Cr intermetallic compound is precipitated mainly at the grain boundaries of aluminum and an Al-Zr intermetallic compound is precipitated mainly at the subgrain boundaries within the aluminum crystalline grains; and (c) a heat treated state that is an annealing heat treated state in which low temperature annealing (T1) at 300 to 400 deg.C and high temperature annealing (T2) at 400 to 480 deg.C are performed after rolling (where $T_2 - T_1 \geq 10$ deg.C is satisfied).



Data supplied from the **espacenet** database — Worldwide

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2000-17363

(P2000-17363A)

(43)公開日 平成12年1月18日 (2000.1.18)

(51)Int.Cl.

識別記号

F I

マーク (参考)

C 22 C 21/00

C 22 C 21/00

B 3 J 0 1 1

C 22 F 1/04

C 22 F 1/04

A

F 16 C 33/24

F 16 C 33/24

Z

// C 22 F 1/00

6 3 0

C 22 F 1/00

6 3 0 G

6 3 1

6 3 1 A

審査請求 未請求 請求項の数 7 OL (全 9 頁) 最終頁に続く

(21)出願番号

特願平10-191685

(71)出願人 000207791

大豊工業株式会社

愛知県豊田市緑ヶ丘3丁目65番地

(22)出願日 平成10年7月7日 (1998.7.7)

(72)発明者 出崎 宇

愛知県豊田市緑ヶ丘3丁目65番地 大豊工業株式会社内

(72)発明者 神谷 庄司

愛知県豊田市緑ヶ丘3丁目65番地 大豊工業株式会社内

(74)代理人 100077528

弁理士 村井 卓雄

F ターム(参考) 3J011 SB04 SB05 SB12 SB20 SC03
SC14 SE06

(54)【発明の名称】 すべり軸受用アルミニウム合金及びすべり軸受

(57)【要約】

【課題】 従来のAl-Sn-Si-Cr系すべり軸受用アルミニウム合金は最近の高負荷内燃機関に使用すると疲労を起こすおそれがあるので、耐疲労性が優れたアルミニウム軸受合金を提供することを目的とする。

【解決手段】 (a) 合金組成-Sn: 1~15%, Si: 1~8%, Cr: 0.05~0.3%, Zr: 0.05~0.3%を含有し、残部Al及び不可避的不純物からなる。

(b) 組織-Al-Cr金属間化合物が主としてアルミニウムの結晶粒界に析出し、Al-Zr金属間化合物が主としてアルミニウム結晶粒内の亜粒界に析出する。

(c) 調質状態：圧延後に300~400°Cの低温焼純(T_1)と400~480°Cの高温焼純(T_2)を行った焼純調質状態(但し、 $T_2 - T_1 \geq 10^\circ\text{C}$)



【特許請求の範囲】

【請求項1】 Sn : 1~15重量%, Si : 1~8重量%, Cr : 0.05~0.3重量%, Zr : 0.05~0.3重量%を含有し、残部Al及び不可避的不純物からなり、Al-Cr金属間化合物が主としてアルミニウムの結晶粒界に析出し、Al-Zr金属間化合物が主としてアルミニウム結晶粒内の亜粒界に析出しており、高面圧下で耐疲労性が優れていることを特徴とするすべり軸受用アルミニウム合金。

【請求項2】 Sn : 1~15重量%, Si : 1~8重量%, Cr : 0.05~0.3重量%, Zr : 0.05~0.3重量%を含有し、残部Al及び不可避的不純物からなり、圧延後に300~400°Cの低温焼鈍と400~480°Cの高温焼鈍一但し低温焼鈍と高温焼鈍の温度差10°C以上を行って焼鈍調質状態とし、高面圧下で耐疲労性が優れていることを特徴とするすべり軸受用アルミニウム合金。

【請求項3】 低温焼鈍の後に高温焼鈍を行う請求項2記載のすべり軸受用アルミニウム合金。

【請求項4】 Cu及びMgの少なとも1種を3重量%以下さらに含有することを特徴とする請求項1から3までの何れか1項記載のすべり軸受用アルミニウム合金。

【請求項5】 Pb及びBiの少なとも1種を9重量%以下さらに含有することを特徴とする請求項1から4までの何れか1項記載のすべり軸受用アルミニウム合金。

【請求項6】 請求項1から5までの何れか1項記載のすべり軸受用アルミニウム合金を軸受形状に成形してなるライニングと、このライニングに被着されたMoS₂と樹脂のコーティングと、を含んでなるすべり軸受。

【請求項7】 前記すべり軸受用アルミニウム合金のSn量が8重量%以下である請求項6記載のすべり軸受。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、すべり軸受用アルミニウム合金に関するものであり、さらに詳しく述べるならば、高面圧下での耐疲労性を著しく高めたすべり軸受用アルミニウム合金、ならびにすべり軸受に関するものである。

【0002】

【従来の技術】アルミニウム合金と銅合金はすべり軸受用合金の二大材料である。アルミニウム合金の代表的添加成分は潤滑性を付与するSnなど、耐摩耗性を付与するSiなど、なじみ性を付与するPbなどである。このような組成のアルミニウム合金を改良するための種々の提案がなされているが、本出願人の提案であって実機に使用されているものとしては、ドイツ特許DE 32 49 133 C2号で提案されたものがある。このすべり軸受用アルミニウム合金は、Si, Feなどの硬質成分を平均粒径が5~7 μmの粗大粒子として析出させた組織を特徴している。この粗大硬質粒子は相手軸の球状黒鉛錫鉄を削

り、軸面をなじみ面とすることにより軸受性能を向上したものである。同様の本出願人の提案として米国特許第4153756号のものがある。この特許で提案されたAl-Sn系すべり軸受は微量のCrを添加することによりSn粒子の粗大化を阻止し、耐疲労性を高めたものである。

【0003】Si, Cr, Cu, Mgなどの元素をある程度添加したアルミニウム合金は析出硬化型合金となり、その熱処理としては、一般的には、溶体化処理後に室温時効(T₁)もしくは150°C程度での人工時効(T₂)を行う方法が行われている。

【0004】近年の自動車用内燃機関は従来にもまして高負荷となっており、例えば2000ccの排気量で250馬力の出力も珍しくなくなっている。このために、従来のすべり軸受用アルミニウム合金は疲労によりトラブルを招くおそれがある。さらに、潤滑油の温度が170~180°C程度の高温でかつ40MPa以上の高面圧ですべり軸受が作動されるので、すべり軸受用アルミニウム合金はこのような使用条件では疲労が加速されることになる。このような疲労は、破壊学の面からは滑り軸受表面に微細亀裂が発生する;かなり広い面が削り取られるように剥離するなどの現象となり;材料学の面からは、170~180°Cではアルミニウム合金が過時効状態となり強度の低下が起こり、またAl結晶が粗大化するなどの現象となる。この結果軸受が焼付を起こす。

【0005】上記したCr添加Al-Sn軸受が高面圧下で疲労により焼付いた場合、その金属組織を観察すると、Sn相の粗大化はかなり阻止されているが、過時効現象、Al結晶粒界の破断、Al結晶粒の粗大化や結晶粒内の破断が起こっていることが観察された。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】したがって、本発明は、高負荷の内燃機関に使用しても疲労を起こし難い耐疲労性が優れたアルミニウム軸受合金及びすべり軸受を提供することを目的とする。

【0007】

【課題を解決するための手段】本発明に係るすべり軸受用アルミニウム合金は、Sn : 1~15重量%, Si : 1~8重量%, Cr : 0.05~0.3重量%, Zr : 0.05~0.3重量%を含有し、残部Al及び不可避的不純物からなり、Al-Cr金属間化合物が主としてアルミニウムの結晶粒界に析出し、Al-Zr金属間化合物が主としてアルミニウム結晶粒内の亜粒界に析出していることを特徴とするものである。さらに、本発明に係るすべり軸受用アルミニウム合金は、Sn : 1~15重量%, Si : 1~8重量%, Cr : 0.05~0.3重量%, Zr : 0.05~0.3重量%を含有し、残部Al及び不可避的不純物からなり、圧延後に300~400°Cの低温焼鈍と400~480°Cの高温焼鈍一但し低温焼鈍と高温焼鈍の温度差10°C以上を行って焼鈍調質状態とし、高面圧下で耐疲労性が優れていることを特徴とするすべり軸受用アルミニウム合金。

し、低温焼鈍と高温焼鈍の温度差10°C以上一を行って焼鈍調質状態としたことを特徴とするものである。また、本発明に係るすべり軸受は、上記したすべり軸受用アルミニウム合金を軸受形状に成形してなるライニングと、このライニングに被着されたMoS₂と樹脂のコーティングを含んでなることを特徴とするものである。以下、本発明の滑り軸受合金の組成を先ず説明する。

【0008】

【作用】Snは潤滑性を付与する成分であり、1重量%（以下百分率は特に断らない限り重量%を意味するものとする）未満であると、軸受使用初期の凝着摩耗が多くなり、一方15%を超えると合金の強度が低下することによるアブレーシブな摩耗が多くなる。またSn量が1～15%の範囲内に入らないと所期の耐疲労性向上を図ることはできない。好ましいSn含有量は2～10%であり、より好ましいSn含有量は2～6%である。

【0009】Siは共晶Siとして析出して耐摩耗性を向上する成分である。Siが1%未満であると耐摩耗性が不足し、一方8%を超えると加工性が低下する。

【0010】CrはAl-Cr金属間化合物として析出して耐疲労性を高める。このような効果を実現するためにはCrは0.05%以上が必要であり、一方0.3%を超えると、合金が硬くなりすぎて加工性が低下し、又粗大折出物が発生する。好ましいCr量は0.05～0.25%であり、より好ましいCr量は0.1～0.2%である。

【0011】ZrはCrと同様に圧延と焼鈍によりAl-Zr金属間化合物として析出してピンニング効果によりもたらす。この効果を実現するためにはZrは0.05%以上が必要であり、一方0.3%を超えると合金が硬くなりすぎて加工性が低下し、又粗大折出物が発生する。好ましいZr量は0.05～0.2%であり、より好ましいZr量は0.1～0.2%である。

【0012】また、本発明においてはアルミニウムの強化元素であるCu及びMgの少なくとも1種を3%以下添加することができる。同様に、軟質成分でありなじみ性を付与するPb及びBiの少なくとも1種を9%以下さらに添加することができる。

【0013】統いて、組織の面から見た本発明のアルミニウム合金を説明する。通常の鋳造法によると、アルミニウム合金に添加されたCrは、圧延と焼鈍を経るとAl, CrなどのAl-Cr金属間化合物として析出する。すなわち、圧延による加工硬化を取り除く軟化焼鈍においてAl-Cr金属間化合物がAlマトリックスから転位の近傍に析出する。その後の再圧延では、この金属間化合物は転位をピンニングし、一方Al結晶はさらに変形され圧延方向に伸びる。さらに最終の軟化焼鈍を行ふと、この温度で形成される再結晶粒の粒界に金属間化合物のほとんどが存在している。このように結晶粒の粒界の析出したAl-Cr金属間化合物は結晶粒をビ

ンニングし結晶粒の粗大化による疲労破壊を防止する。Zr-Al金属間化合物は析出する場所がAl結晶粒界ではなくAl結晶粒内の亞粒界であることと、析出温度が高いことに特長がある。すなわち、亞粒界にAlとZrなどの金属間化合物が析出して、亞粒界をピンニングすることにより疲労を阻止する。この作用がないと耐疲労性が劣化するのは、すべり軸受の使用中に亞粒界で境界を接する亞結晶粒間で剪断歪みが発生することに起因する新たな結晶粒が疲労の起点となるなどの理由が考えられる。なお、結晶粒界はアルミニウム合金で通常行われる光学顕微鏡による観察で検出でき、一方亞粒界は透過電子顕微鏡による観察で検出できる。

【0014】統いて、調質状態から見た本発明のすべり軸受用アルミニウム合金を説明する。本発明と同一組成のアルミニウム合金のT₄もしくはT₆調質状態の引張り強さは約300MPaであるが、本発明のアルミニウム合金の強度は、この半分以下になっている。このような強度特性に相当する調質状態は、加工歪みが除去されさらに過時効域に突入した状態である。この状態を本発明では焼鈍調質と称する。具体的には圧延後に300～400°C、好ましくは320～380°Cの低温焼鈍と400～480°C、好ましくは420～480°Cの高温焼鈍（但し、低温と高温焼鈍の温度差10°C以上）を行った状態である。この低温焼鈍はAl-Cr金属間化合物を析出させ、一方高温焼鈍はAl-Zr金属間化合物を析出させる。この条件から逸脱すると、Al-Cr金属間化合物は高温焼鈍では粗大化し、また一部は固溶し、一方Al-Zr金属間化合物は低温焼鈍では析出が少ない。このために、高温と低温の別々の焼鈍を行う必要がある。また、上述の理由から低温焼鈍を先に行い、高温焼鈍を行ふことが好ましい。この順序を逆にしても、高温焼鈍で一部固溶したAl-Cr金属間化合物が析出するが、析出量は少なくなる。低温焼鈍は30分～5時間の範囲内で、高温焼鈍は30分～5時間の範囲内で行うことが好ましい。

【0015】ところで、圧延加工後焼鈍されたアルミニウム合金は再結晶組織となっており、内燃機関に使用されるアルミニウム合金はこの組織状態である。軸受の使用温度である170～180°C程度の温度で高負荷が加えられたアルミニウム合金は、さらに再結晶することはないが、荷重により移動する転位が疲労のきっかけを作り出し、また荷重による結晶粒界や亞結晶粒界のずれが疲労のきっかけを作り出す。本発明が特徴とする焼鈍は170～180°Cより遙かに高温で行われるから、析出するAl-Cr及びAl-Zr金属間化合物は軸受の使用温度で安定であり、上記の転位及び結晶粒界をピンニングすることにより疲労の進展を抑えることができる。このような理由により、合金自体が著しく軟化するためには強度の面では不利であるが、Al-Cr金属間化合物とAl-Zr金属間化合物の析出形態を制御する焼鈍調

(4) 開2000-17363 (P2000-1ch,A)

質状態が高面圧下での耐疲労性の面では重要になる。

【0016】統いて、本発明に係るすべり軸受用アルミニウム合金の製造方法を説明する。所定の組成をもつ合金のインゴットを鋳造もしくは連続鋳造により製造した後、圧延と本発明の特長とする焼鈍を少なくとも1回行う加工工程によりライニングの厚さとする。熱処理としては上記加工工程の中で低温焼鈍によりAl-Cr金属間化合物を析出する熱処理を行い、その後圧延を介してまたは介さずに高温焼鈍によりAl-Zr金属間化合物を析出させる熱処理を行う。上記以外の熱処理、加工などは任意に追加して行うことができる。例えば、Mg₂Si, Al-Cuなどの金属間化合物は焼鈍温度では固溶するために、これらの析出強化を利用する場合には上記熱処理の後に通常のT₆処理に相当する時効を行うか、あるいは室温時効を行うことができる。この場合でもAl-Cr, Al-Zr金属間化合物の析出場所は上記したところと変わらない。またCr, Zr, Mg, Cuなどを固溶させるための熱処理として溶体化処理を行うことができる。加工歪みを除去するための目的で低温焼鈍を行うこともできる。

【0017】上記した本発明に係るすべり軸受用アルミニウム合金は、通常の構造のすべり軸受として使用することができる。の中には、アルミニウム軸受合金（いわゆるライニング）を鋼板などの裏金に圧着したバイタル軸受や裏金に接着しないソリッド軸受が含まれる。さらに、裏金とライニングの間に、強化層としての純アルミニウム、Al-Cu, MgもしくはMn系アルミニウム合金などの中間層を介在させた3層構造の軸受構造も可能である。相手軸と接触するアルミニウム合金は、その表面に固体潤滑剤であるMoS₂と樹脂のコーティ

ングを好ましくは2~10μmに被着することにより、MoS₂の働きによって軸受使用初期の焼付を防止することができる。樹脂としてはポリイミド、ポリアミドイミド樹脂などを好ましく使用することができる。またコーティング中のMoS₂の量は60~90%であることが好ましい。上記のコーティングがある程度摩減するとアルミニウム合金が軸と接触する状態となって、軸受合金本来の性能によって焼付、摩耗などが防止される。したがって、Snのもつ機能はある程度MoS₂により代替されているので、アルミニウム合金中のSn量は1~8%であることが好ましい。MoS₂と組合させてあるいはMoS₂とは別にグラファイトなどの固体潤滑剤を使用することができる。以下、実施例により本発明を説明する。

【0018】

【実施例】実施例1

表1に示す組成の合金を連続鋳造により板厚が15mmの連続鋳造板とした。その後以下の順序で加工と熱処理を行った。

本発明処理条件

- (a) 圧延（常温, 板厚=6mm）
- (b) 軟化焼鈍 (350°C)
- (c) 圧延（常温°C, 板厚=1mm）
- (c) 軟化焼鈍（温度は表1に示すとおり）

比較例処理条件

- (a) 圧延（常温°C, 板厚=6mm）
- (b) 軟化焼鈍 (350°C)
- (c) 圧延（常温°C, 板厚=1mm）
- (c) 軟化焼鈍 (350°C)

【0019】

No	Al	Sn	Si	Cu	Cr	Zr	Pb	備考
1	残	12	2.5	1	0.15	0.1	1.5	本発明処理条件450 °C
2	残	4	2.5	1.5	0.2	0.15	0	本発明処理条件420 °C
3	残	12	2.5	1	0.2	0.00	0.0	比較例処理条件
4	残	12	2.5	1	0.15	0.1	1.5	比較例処理条件
5	残	6	2.5	0.1	0.25	0.0	1.5	比較例処理条件
6	残	6	2.5	1.5	0.2	0.15	0.0	比較例処理条件

【0020】上記処理を施したアルミニウム合金を室温及び175°Cで引張り試験を行った。

【0021】

【表2】

No	引張り強さ (MPa)		備考
	室温	175 °C	
1	170	110	本発明
2	190	120	本発明
3	140	95	比較例
4	145	100	比較例
5	130	85	比較例
6	150	100	比較例

【0022】比較例3及び5はZr無添加の組成を低温時効したのでAl₇CrはAl結晶粒の亜粒界に析出し

たが、Al-Zr金属間化合物は析出していない合金である。このため引張り強さは低い。比較例4、6はZrとCrの添加した合金であるので、比較例3、5よりも特性が優れているが、低温時効のみを行っているので、引張り強さが低い。

【0023】本発明処理No. 1のTEMによる組織の内(亜)粒界、Al₇Cr及びAl₃Zrに着目したスケッチ図である。図示したように、Al₇Cr及びAl₃ZrはAl結晶のそれぞれ結晶粒界と亜粒界に析出している。

【0024】実施例2

表3に組成を示す本発明の合金につき実施例と同様に加工及び熱処理を施した。この圧延の途中でアルミニウム合金を裏金(厚さ1.2mmのSPCC鋼板)に圧着した。

【0025】

【表3】

No	Al	Sn	Si	Cu	Cr	Zr	Pb	高温焼鈍 (°C)
7	残	12	2.5	1	0.15	0.1	1.5	450
8	残	4	2.5	1.5	0.2	0.15	0	420
9	残	6	2.5	1.2	0.15	0.15	0	420
10	残	2	5	1.5	0.2	0.15	0	420
11	残	4	2.5	0	0.2	0.15	0	420
22	残	10	2.5	1	0.1	0.1	1.5	450
23	残	8	2.5	1.5	0.2	0.2	0	420
24	残	6	5	1	0.2	0.1	0	420

【0026】表4に組成を示す合金につき前掲ドイツ特許の実施例(公報第11頁、第2表)と同様に加工及び熱処理を施して、比較例の供試材とし、実施例1と同様

に裏金鋼板に圧着した。

【0027】

【表4】

No	A1	Sn	Si	Cu	Cr	Zr	Pb
12	残	12	2.5	1	0.2	0	1.5
13	残	6	2.5	0.1	0.25	0	1.5
14	残	4	2.5	1.5	0.2	0	0
15	残	12	2.5	1	0	0.2	1.5
16	残	6	1	1	0	0	0
17	残	15	0	1	0.25	0	0
18	残	12	2.5	1	0.15	0.1	1.5
19	残	4	2.5	1	0.2	0.15	0
20	残	2	5	1.5	0.15	0.1	0
21	残	12	0	1	0	0.2	1.5

【0030】これらのバイメタル材料を用いて、軸受に加工して下記条件で疲労試験を行った。

疲労試験条件

- (イ) 試験機：回転荷重試験機
- (ロ) 回転数：8000 rpm
- (ハ) 試験温度（軸受背面温度）：160～183°C
- (ニ) 面圧：29 MPa
- (ホ) 相手材：S55C 高周波焼入れ
- (ヘ) 潤滑油：5w-30 SH

試験の結果をNo. 7とNo. 12については図2に、No. 8とNo. 12については図3に示す。これらの図より本発明の供試材は軸受背面で約15°C、繰り返し数で約50倍従来の供試材よりも耐疲労性が優れていることが分かる。上記以外の供試材についても同様の傾向が得られた。

【0031】実施例3

実施例2における本発明処理条件及び比較例処理条件のうち一部につき、実施例2の疲労試験条件を一部修正した下記条件で試験を行った。

疲労試験条件

- (イ) 試験機：往復動荷重試験機
- (ロ) 回転数：2000～3000 rpm
- (ハ) 試験温度（軸受背面温度）：160°C
- (ニ) 面圧：60強 MPa～90強 MPa
- (ホ) 相手材：S55C 高周波焼入れ
- (ヘ) 潤滑油：CD10w-30

試験の結果を図4に示す。なお図4より本発明の供試材

（◆）は、繰り返し数で約50倍、面圧で30 MPa弱従来の供試材よりも耐疲労性が優れていることが分かる。

【0032】実施例4

実施例3の本発明の処理条件と同じ供試材につきアルミニウム合金の表面を粒面化した。粒面化の方法、りん酸化合物もしくはクロム酸化合物添加酸液での酸洗、あるいは機械的方法（ショットブラスト）であった。次にMoS₂粒子（平均粒径0.5 μm）70重量%及びポリアミドイミド樹脂30重量%からなる混合物を塗布し、その後220°Cで焼成して厚さが5 μmのコーティングを形成した。その後実施例3の試験条件で試験を行ったところ、本発明供試材の疲労特性は●で示すとおりとなり、コーティングの効果が認められた。

【0033】

【発明の効果】以上説明したように、本発明は、組織制御あるいは調質状態の設定により、後面圧下でのA1-Sn-Si系すべり軸受合金の耐疲労性を著しく高めることができる。また、これにMoS₂系皮膜を施すとさらに良好な性能が得られ、またSn量を少なくすることができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】 本発明に係るすべり軸受用アルミニウム合金の顕微鏡組織のスケッチである。

【図2】 実施例2のNo. 7（本発明）とNo. 12（比較例）について疲労特性を示すグラフである。なおドットで示す幅は95%の信頼性を示す。

(7) 開2000-17363 (P2000-1ch脾臓)

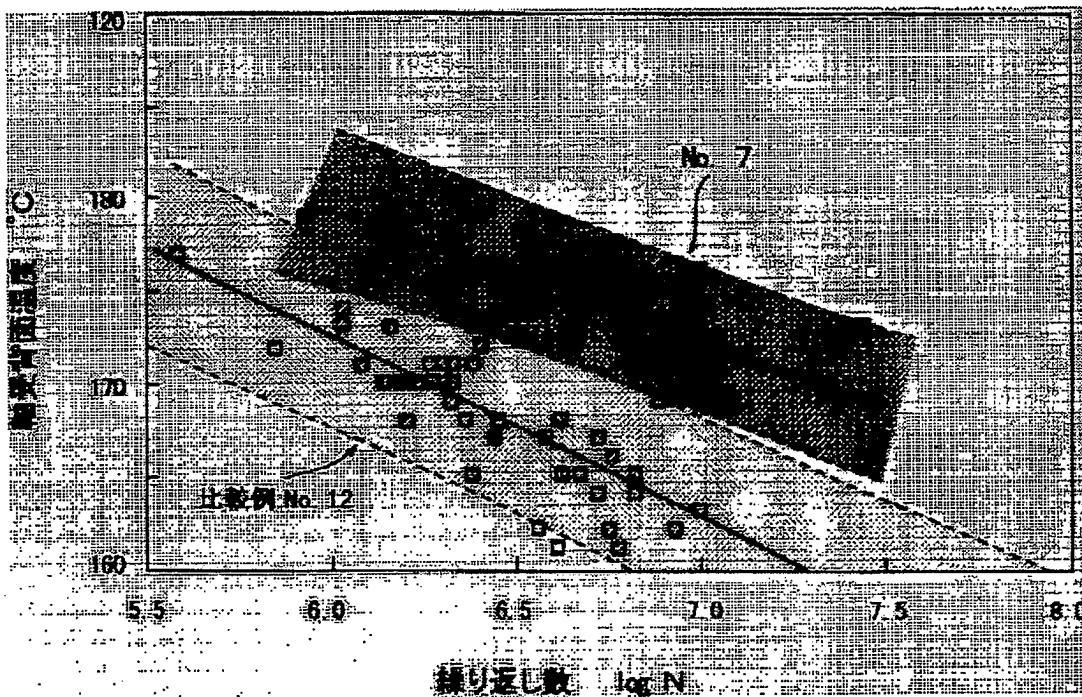
【図3】 実施例2のNo. 8(本発明)とNo. 12
(比較例)について図2と同様である。

【図4】 実施例3及び4において得られた疲労試験の
結果を示すグラフである。

【図1】

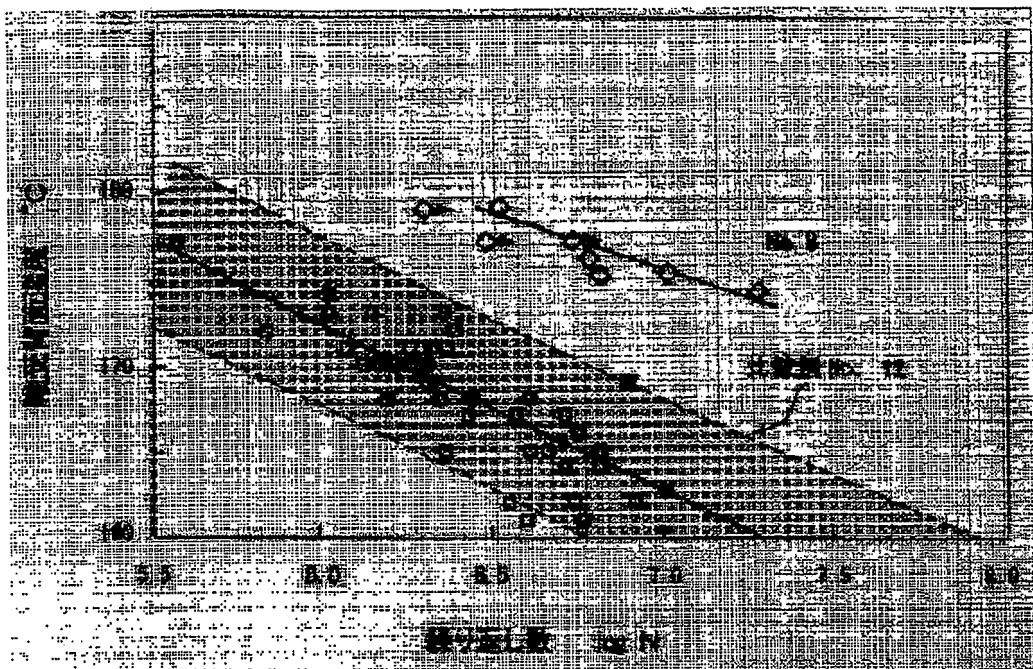


【図2】

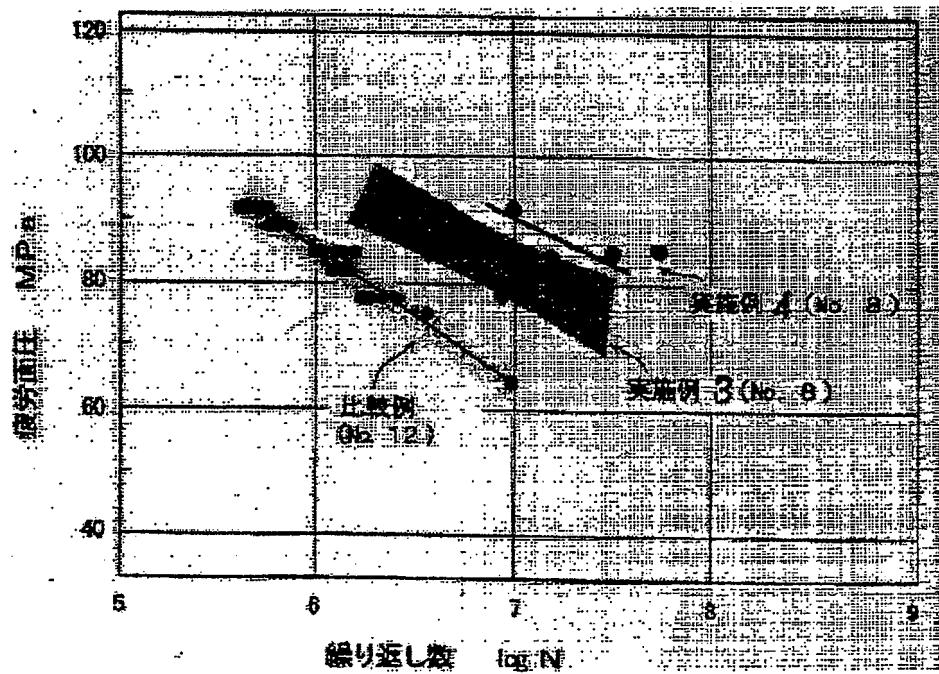


(8) 開2000-17363 (P2000-1ch_A)

【図3】



【図4】



(9) 開2000-17363 (P2000-1chF釘綫

フロントページの続き

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	FI	マークド(参考)
C22F 1/00	685	C22F 1/00	685Z
	686		686B
	691		691B